



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2001003150 A**(43) Date of publication of application: **09.01.01**

(51) Int. Cl.

C23C 2/06
C21D 9/46
C22C 38/00
C22C 38/04
C22C 38/38
C23C 2/28
C23C 2/40

(21) Application number: **2000119294**(22) Date of filing: **20.04.00**(30) Priority: **21.04.99 JP 11113288**(71) Applicant: **KAWASAKI STEEL CORP**

(72) Inventor: **KOBAYASHI TAKASHI**
SAKATA TAKASHI
SHINOHARA AKITOSHI

(54) **HIGH TENSILE STRENGTH HOT DIP
 GALVANIZED STEEL SHEET EXCELLENT IN
 DUCTILITY AND ITS PRODUCTION**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a high tensile strength hot dip galvanized steel sheet having sufficient ductility as the stock for automotive parts by utilizing a continuous hot dip galvanizing line, and to provide a method for producing the same.

SOLUTION: A steel sheet having a compsn. contg., by mass, 0.05 to 0.20% C, 0.3 to 1.8% Si and 1.0 to 3.0% Mn, and the balance Fe with inevitable impurities is subjected to a primary stage in which it is rapidly cooled to a temp. equal to or below the Ms point after

primary heat treatment and a secondary stage in which rapid cooling is executed after secondary heat treatment and is thereafter subjected to a third stage in which it is subjected to hot dip galvanizing treatment and is rapidly cooled to obtain a composite structure consisting of tempered martensite of $\approx 20\%$ by volume, retained austenite of $\approx 2\%$, ferrite and a low temp. transformed phase, and a hot dip galvanizing layer is formed on the surface of the steel sheet. Moreover, it is preferably cooled to 300°C at a cooling rate of $\approx 5^{\circ}\text{C/sec}$ after the hot dip galvanizing treatment, and furthermore, alloying treatment is optionally executed after the hot dip galvanizing treatment.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-3150

(P2001-3150A)

(43) 公開日 平成13年1月9日 (2001.1.9)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード (参考)
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
38/04		38/04	
38/38		38/38	
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 11 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号	特願2000-119294 (P2000-119294)	(71) 出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22) 出願日	平成12年4月20日 (2000.4.20)	(72) 発明者	小林 崇 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(31) 優先権主張番号	特願平11-113288	(72) 発明者	坂田 敬 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(32) 優先日	平成11年4月21日 (1999.4.21)	(74) 代理人	100099531 弁理士 小林 英一
(33) 優先権主張国	日本 (J P)		
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 延性に優れる高張力溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 連続溶融亜鉛めっきラインを利用して、自動車部品用素材として十分な延性を有する高張力溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.05~0.20%、Si:0.3~1.8%、Mn:1.0~3.0%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼板に、一次熱処理後 Ms 点以下の温度まで急冷する一次工程と、二次熱処理後急冷する二次工程とを施したのち、溶融亜鉛めっき処理を施し急冷する三次工程により、体積率で20%以上の焼戻マルテンサイト、2%以上の残留オーステナイトおよびフェライト、低温変態相からなる複合組織とし、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成する。なお、溶融亜鉛めっき処理後 5℃/sec 以上の冷却速度で300℃まで冷却するのが好ましく、また溶融亜鉛めっき処理後合金化処理を施してもよい。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 鋼板表層に熔融亜鉛めっき層または合金化熔融亜鉛めっき層を有する熔融亜鉛めっき鋼板であって、前記鋼板が、質量%で、

C : 0.05 ~ 0.20 %、 Si : 0.3 ~ 1.8 %、
Mn : 1.0 ~ 3.0 % を含み、残部 Fe および不可避免の不純物からなる組成と、焼戻マルテンサイト、残留オーステナイト、フェライトおよび低温変態相からなる複合組織を有し、かつ前記焼戻マルテンサイトを体積率で 20 % 以上、前記残留オーステナイトを体積率で 2 % 以上含むことを特徴とする延性に優れた高張力熔融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 2】 前記組成に加え、さらに、下記 (a 群) ~ (d 群) のうちから選ばれた 1 群または 2 群以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の延性に優れた高張力熔融亜鉛めっき鋼板。

記

(a 群) : Cr、Mo のうちの 1 種または 2 種を合計で、0.05 ~ 1.0 質量%、

(b 群) : B : 0.003 質量%以下、

(c 群) : Ti、Nb、V のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を合計で、0.01 ~ 0.1 質量%、

(d 群) : Ca、REM のうちから選ばれた 1 種または 2 種を合計で、0.01 質量%以下

【請求項 3】 質量%で、

C : 0.05 ~ 0.20 %、 Si : 0.3 ~ 1.8 %、
Mn : 1.0 ~ 3.0 % を含み、残部 Fe および不可避免の不純物からなる組成を有する鋼板に、(Ac₃ 変態点 - 50℃) 以上の温度で、5 sec 以上保持する一次熱処理を施した後、10℃/sec 以上の冷却速度で Ms 点以下の温度まで冷却する一次工程と、ついで、(Ac₁ 変態点 ~ Ac₃ 変態点) の間の温度域で 5 ~ 120 sec 間保持する二次熱処理を施した後、5℃/sec 以上の冷却速度で 500℃以下の温度まで冷却する二次工程と、ついで熔融亜鉛めっき処理を施し前記鋼板表面に熔融亜鉛めっき皮膜を形成したのち、5℃/sec 以上の冷却速度で 300℃まで冷却する三次工程とを順次施すことを特徴とする延性に優れた高張力熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 4】 前記三次工程が、熔融亜鉛めっき処理を施し前記鋼板表面に熔融亜鉛めっき皮膜を形成したのち、450℃ ~ 550℃の温度域まで再加熱して熔融亜鉛めっき皮膜の合金化処理を施し、該合金化処理後に 5℃/sec 以上の冷却速度で 300℃まで冷却する工程であることを特徴とする請求項 3 に記載の延性に優れた高張力熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項 5】 前記組成に加え、さらに、下記 (a 群) ~ (d 群) のうちから選ばれた 1 群または 2 群以上を含有することを特徴とする請求項 3 または 4 に記載の延性に優れた高張力熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

記

(a 群) : Cr、Mo のうちの 1 種または 2 種を合計で、0.05 ~ 1.0 質量%、

(b 群) : B : 0.003 質量%以下、

(c 群) : Ti、Nb、V のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を合計で、0.01 ~ 0.1 質量%、

(d 群) : Ca、REM のうちから選ばれた 1 種または 2 種を合計で、0.01 質量%以下

【請求項 6】 前記鋼板を、最終熱間圧延が (A_{r3} 変態点 - 50℃) 以上の温度で行われた熱延鋼板とし、前記一次工程に代えて、最終熱間圧延後の冷却を Ms 点以下の温度まで 10℃/sec 以上の冷却速度で急冷する熱延鋼板組織調整工程とすることを特徴とする請求項 3 ないし 5 のいずれかに記載の延性に優れた高張力熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、高張力熔融亜鉛めっき鋼板に係り、とくに連続熔融亜鉛めっきラインで製造される高張力熔融亜鉛めっき鋼板の延性の向上に関する。

【0002】

【従来の技術】 近年、地球環境の保全という観点から、自動車の燃費改善が要求されている。さらに加えて、衝突時に乗員を保護するため、自動車車体の安全性向上も要求されている。このようなことから、自動車車体の軽量化および自動車車体の強化が積極的に進められている。自動車車体の軽量化と強化を同時に満足させるには、部品素材を高強度化することが効果的であると言われており、最近では高張力鋼板が自動車部品に積極的に使用されている。

【0003】 鋼板を素材とする自動車部品の多くがプレス加工によって成形されるため、自動車部品用鋼板には優れたプレス成形性が要求される。優れたプレス成形性を実現するには、第一義的には高い延性を確保することが肝要である。そのため、自動車部品用高張力鋼板には、高い延性を有することが強く求められている。延性に優れた高張力鋼板としては、フェライトと低温変態相との複合組織からなる組織強化型鋼板が提案されている。この組織強化型鋼板では、フェライトとマルテンサイトの複合組織を有する二相組織鋼板が代表的である。また最近では、残留オーステナイトに起因する変態誘起塑性を利用した高延性鋼板も実用化の段階に至っている。

【0004】 一方、自動車部品には、適用部位によっては高い耐食性も要求される。このような部位に適用される部品素材には、合金化熔融亜鉛めっき鋼板を主体とする熔融亜鉛めっき鋼板が好適である。したがって、自動車車体の軽量化および強化をより一層推進するためには、耐食性に優れ、しかも延性に優れた高張力熔融亜鉛めっき鋼板が必要不可欠な素材となっている。

【0005】しかし、現在、溶融亜鉛めっき鋼板の多くは、連続溶融亜鉛めっきラインで製造されている。これら連続溶融亜鉛めっきラインは、焼鈍設備とめっき設備とを連続化して設置していることが多く、焼鈍後のめっき処理により、焼鈍後の冷却がめっき温度で中断されている。このため、工程全体での平均冷却速度を大きくすることが困難となる。

【0006】したがって、連続溶融亜鉛めっきラインで製造される高張力溶融亜鉛めっき鋼板では、一般に冷却速度の大きい冷却条件下で生成するマルテンサイトや残留オーステナイトをめっき処理後の鋼板中に含有させることは難しい。連続溶融亜鉛めっきラインで、組織強化型高張力溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法としては、CrやMoといった焼入性を高める合金元素を多量に添加し、マルテンサイト等の低温変態相の生成を容易にする方法がある。しかし、合金元素の多量添加は、製造コストの上昇を招くという問題がある。

【0007】また、例えば、特公昭62-40405号公報には、C:0.005~0.15%、Mn:0.3~2.0%、Cr:0.03~0.8%を含有する薄鋼板をAc1変態点~Ac3変態点間に加熱したのち、冷却途中で溶融亜鉛めっき処理を行い、さらに500℃~Ac1変態点間の温度に加熱する合金化処理を施し、その後300℃まで冷却する連続溶融亜鉛めっきラインを用いた組織強化型合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法が提案されている。この合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板の製造方法においては、Ac1変態点~Ac3変態点間に加熱後の冷却、および合金化処理後300℃までの冷却を、CrとMn量と関連づけられた式で規定される臨界冷却速度以上の冷却速度で行うことを特徴としており、フェライト素地中に主としてマルテンサイトからなる低温変態組織を含む二相組織鋼板とし、その鋼板上に合金化亜鉛めっき層を有する鋼板としている。

【0008】しかしながら、特公昭62-40405号公報に記載された技術では、連続溶融亜鉛めっきラインで焼鈍後やめっき処理後の冷却条件を、各鋼板の組成に合致して調整する必要がある。このような冷却条件の調整は、連続亜鉛めっきラインの設備上の制約から問題があった。また、特公昭62-40405号公報に記載された技術で製造された鋼板の延性も十分なものとは言えなかった。

【0009】一方、特公昭62-40405号公報に記載された組織強化型溶融亜鉛めっき高張力鋼板とは異なり、連続溶融亜鉛めっきラインを用いて、焼戻マルテンサイトを利用して、成形性に優れる高張力溶融亜鉛めっき鋼板を得る方法が提示されている。例えば、特開平6-93340号公報には、連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、再結晶温度以上かつAc1変態点以上に加熱保持し、その後Ms点以下に急冷し、ついでMs点以上の温度であって少なくとも溶融亜鉛浴温度および合金化炉温度に加熱したのち、溶融亜鉛槽に浸漬する高強度合金化溶融亜鉛め

っき鋼板の製造方法が提案されている。

【0010】また、特開平6-108152号公報には、(Ac3変態点-50℃)~900℃の温度にて少なくとも1sec以上保持することを含む再結晶焼鈍工程と、亜鉛めっきを施す工程と、これらの工程の後にAc1変態点以下250℃以上の温度にて再加熱処理を施す工程を有し、再結晶焼鈍工程の後でかつ再加熱処理工程前に、Ms点より高い温度から、合金元素量に依存する臨界冷却速度以上の冷却速度で、Ms点以下まで冷却する曲げ加工性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が提案されている。

【0011】特開平6-93340号公報、特開平6-108152号公報に記載された技術は、いずれも、鋼板をめっき前あるいは合金化処理前にオーステナイト温度域からMs点以下の温度に焼入れてマルテンサイト組織の鋼板とし、これを再加熱して焼戻マルテンサイトとする高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。しかしながら、特開平6-93340号公報、特開平6-108152号公報に記載された技術で製造された鋼板は、いずれも、自動車部品等の素材用として現在要求される延性を十分満足できず、更なる延性の向上が望まれていた。

【0012】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、自動車部品用素材として十分な延性を有し、強度一伸びバランスに優れる高張力溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提供するものである。本発明の高張力溶融亜鉛めっき鋼板は、連続溶融亜鉛めっきラインを利用して製造されるのが望ましい。

【0013】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、連続溶融亜鉛めっきラインを用いて高延性高張力溶融亜鉛めっき鋼板を製造するため、鋼板の組成およびミクロ組織の観点から鋭意研究を重ねた。その結果、溶融亜鉛めっき処理後に得られる高張力溶融亜鉛めっき鋼板の組織を焼戻マルテンサイト、残留オーステナイトを含み、残部をフェライトと低温変態相とからなる複合組織とすることにより、鋼板に優れた延性を発現せしめることが可能であることを知見した。

【0014】さらに、鋼板の組織を焼戻マルテンサイト、残留オーステナイトを含み、残部をフェライトと低温変態相とからなる複合組織とするには、化学成分を所定の範囲に調整した鋼板の組織を、まずラス状マルテンサイトを含む組織を有する組織とし、さらに連続溶融亜鉛めっきラインにて所定の条件下で再加熱処理およびめっき処理を施すことにより、焼戻マルテンサイト、残留オーステナイトを含み、残部をフェライトと低温変態相とからなる上記複合組織とすることができ、極めて延性に優れる高張力溶融亜鉛めっき鋼板とすることが可能であるという知見を得た。

【0015】本発明は、上記した知見に基づいて構成さ

れたものである。すなわち、第1の本発明は、鋼板表層に熔融亜鉛めっき層または合金化熔融亜鉛めっき層を有する熔融亜鉛めっき鋼板であって、前記鋼板が、質量%で、C:0.05~0.20%、Si:0.3~1.8%、Mn:1.0~3.0%を含み、残部Feおよび不可避の不純物からなる組成と、焼戻マルテンサイト、残留オーステナイト、フェライトおよび低温変態相からなる複合組織を有し、かつ前記焼戻マルテンサイトを体積率で20%以上、前記残留オーステナイトを体積率で2%以上含むことを特徴とする延性に優れる高張力熔融亜鉛めっき鋼板であり、また、第1の本発明では、前記組成に加え、さらに、次の(a群)~(d群)

(a群):Cr、Moのうちの1種または2種を合計で、0.05~1.0質量%、

(b群):B:0.003質量%以下、

(c群):Ti、Nb、Vのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で、0.01~0.1質量%

(d群):Ca、REMのうちから選ばれた1種または2種を合計で、0.01質量%

以下のうちから選ばれた1群または2群以上を含有して

【0016】また、第2の本発明は、質量%で、C:0.05~0.20%、Si:0.3~1.8%、Mn:1.0~3.0%を含み、残部Feおよび不可避の不純物からなる組成を有する鋼板に、(Ac₃変態点-50℃)以上の温度で、5sec以上保持する一次熱処理を施した後、10℃/sec以上の冷却速度でMs点以下の温度まで冷却する一次工程と、ついで、(Ac₁変態点~Ac₃変態点)の間の温度域で5~120sec間保持する二次熱処理を施した後、5℃/sec以上の冷却速度で500℃以下の温度まで冷却する二次工程と、ついで熔融亜鉛めっき処理を施し前記鋼板表面に熔融亜鉛めっき皮膜を形成したのち、5℃/sec以上の冷却速度で300℃まで冷却する三次工程とを順次施すことを特徴とする延性に優れる高張力熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法であり、また、第2の本発明では、前記三次工程が、熔融亜鉛めっき処理を施し前記鋼板表面に熔融亜鉛めっき皮膜を形成したのち、450℃~550℃の温度域まで再加熱して熔融亜鉛めっき皮膜の合金化処理を施し、該合金化処理後に5℃/sec以上の冷却速度で300℃まで冷却する工程であることが好ましい。

【0017】また、第2の本発明では、前記組成に加え、さらに、次(a群)~(d群)

(a群):Cr、Moのうちの1種または2種を合計で、0.05~1.0質量%、

(b群):B:0.003質量%以下、

(c群):Ti、Nb、Vのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で、0.01~0.1質量%、

(d群):Ca、REMのうちから選ばれた1種または2種を合計で、0.01質量%

以下のうちから選ばれた1群または2群以上を含有して

もよい。

【0018】また、第2の本発明では、前記鋼板を、最終熱間圧延が(Ar₃変態点-50℃)以上の温度で行われた熱延鋼板とし、前記一次工程に代えて、最終熱間圧延後の冷却をMs点以下の温度まで10℃/sec以上の冷却速度で急冷する熱延鋼板組織調整工程とすることが可能である。

【0019】

【発明の実施の形態】本発明の高張力熔融亜鉛めっき鋼板は、鋼板表層に熔融亜鉛めっき層または合金化熔融亜鉛めっき層を有する熔融亜鉛めっき鋼板である。まず、本発明に用いる鋼板の組成限定理由について説明する。なお、本発明では、組成における%は質量%を意味する。

【0020】C:0.05~0.20%

Cは、鋼板の高強度化に必須の元素であり、さらに残留オーステナイトや低温変態相の生成に効果があり、不可欠の元素である。しかし、C含有量が0.05%未満では所望の高強度化が得られず、一方、0.20%を超えると、溶接性の劣化を招く。このため、Cは0.05~0.20%の範囲に限定した。

【0021】Mn:1.0~3.0%

Mnは、固溶強化により鋼を強化するとともに、鋼の焼入性を向上し、さらに残留オーステナイトや低温変態相の生成を促進する作用を有する。このような作用は、Mn含有量が1.0%以上で認められる。一方、3.0%を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなりコストの上昇を招く。このため、Mnは1.0~3.0%の範囲に限定した。

【0022】Si:0.3~1.8%

Siは、固溶強化により鋼を強化するとともに、オーステナイトを安定化し、残留オーステナイト相の生成を促進する作用を有する。このような作用は、Si含有量が0.3%以上で認められる。一方、1.8%を超えて含有すると、めっき性が顕著に劣化する。このため、Siは0.3~1.8%の範囲に限定した。

【0023】さらに、本発明の鋼板では、必要に応じて、上記した化学成分に加え、下記に示す(a群)~(d群)のうちの1種または2種以上をさらに添加することが可能である。

(a群):Cr、Moのうちの1種または2種を合計で、0.05~1.0%

CrおよびMoは、鋼の焼入性を向上し、低温変態相の生成を促進する作用を有する元素である。このような作用は、CrおよびMoのうちの1種または2種を合計で0.05%以上含有して認められる。一方、合計で1.0%を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果を期待できず、経済的に不利となる。このため、Cr、Moのうちの1種または2種を合計で0.05~1.0%の範囲に限定するのが望ましい。

【0024】(b群): B: 0.003 %以下、
Bは、鋼の焼入性を向上する作用を有する元素であり、必要に応じ含有できる。しかし、B含有量が0.003 %を超えると、効果が飽和するため、Bは0.003 %以下に限定するのが望ましい。なお、0.001 ~ 0.002 %が一層好ましい。

(c群): Ti、Nb、Vのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で、0.01~0.1 %

Ti、Nb、Vは、炭窒化物を形成し、鋼を析出強化により高強度化する作用を有しており、必要に応じて添加できる。このような作用は、Ti、Nb、Vのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で、0.01%以上で認められる。一方、合計で0.1 %を超えて含有しても、過度に高強度化し、延性が低下する。このため、Ti、Nb、Vのうちの1種または2種以上の含有量は、合計で、0.01~0.1 %の範囲に限定するのが好ましい。

【0025】(d群): Ca、REMのうちから選ばれた1種または2種を合計で、0.01%以下

Ca、REMは、硫化物系介在物の形態を制御する作用を有し、これにより、鋼板の伸びフランジ特性を向上させる効果を有する。このような効果はCa、REMのうちから選ばれた1種または2種の含有量が合計で、0.01%を超えると飽和する。このため、Ca、REMのうちの1種または2種の含有量は合計で、0.01%以下に限定するのが好ましい。

【0026】本発明に用いる鋼板は、上記した化学成分以外は、残部Feおよび不可避免の不純物からなる。不可避免の不純物としては、Al: 0.1 %以下、P: 0.05%以下、S: 0.02%以下が許容できる。さらに、本発明の鋼板は、上記した組成と、焼戻マルテンサイト、残留オーステナイト、フェライトおよび低温変態相からなる複合組織を有する鋼板である。なお、本発明における焼戻マルテンサイトとは、ラス状のマルテンサイトを(A_{c1}変態点~A_{c3}変態点)の温度域に短時間加熱保持した際に生成する相を指す。

【0027】焼戻マルテンサイトは、焼戻前のラス状マルテンサイトの形態を引継いだ微細な内部構造を有する相である。焼戻マルテンサイトは、焼戻しによって軟質化しており十分な塑性変形能を有するため、高張力鋼板の延性向上に有効な相である。本発明の鋼板では、このような焼戻マルテンサイト相を、体積率で20%以上含有する。焼戻マルテンサイト量が20%未満では、顕著な延性向上効果が期待できない。このため、複合組織中の焼戻マルテンサイト量は20%以上に限定した。なお、焼戻マルテンサイト量が、80%を超えると、鋼板の高強度化が困難となるため、80%以下とするのが好ましい。

【0028】残留オーステナイトは、加工時にマルテンサイトに歪誘起変態し、局所的に加えられた加工歪を広く分散させ、鋼板の延性を向上する作用を有する。本発明鋼板では、このような残留オーステナイトを体積率で

2%以上含有する。残留オーステナイト量が2%未満では、顕著な延性の向上が期待できない。このため、残留オーステナイト量は2%以上に限定した。また、残留オーステナイト量は、好ましくは5%以上である。なお、残留オーステナイト量は多いほどよいが、連続溶融亜鉛めっきラインの熱履歴を経て製造される本発明鋼板では、実際的には10%以下となる。

【0029】本発明の鋼板における複合組織では、上記した焼戻マルテンサイトと残留オーステナイト以外は、フェライトおよび低温変態相である。フェライトは、鉄炭化物を含まない軟質な相であり、高い変形能を有し、鋼板の延性を向上させる。本発明鋼板では、フェライトを体積率で30%以上含有するのが好ましい。30%未満では延性の向上が少ない。一方、70%を超えると鋼板の高強度化が困難となるため、70%以下とするのが好ましい。

【0030】一方、本発明でいう低温変態相とは、焼戻しされていないマルテンサイトあるいはベイナイトを指す。これらの低温変態相は、本発明の製造方法における二次工程以降の冷却過程中に生成する。マルテンサイト、ベイナイトとも硬質相であり、鋼板強度を増加させる。低温変態相量は、本発明では特に限定しない。鋼板の強度に応じて適宜配分すればよい。また、強度の増加を十分図るためには、低温変態相は、硬質なマルテンサイトとするのが好適である。

【0031】軟質相であるフェライトと硬質相である低温変態相とが、焼戻マルテンサイト、残留オーステナイトとともに複合組織を構成することにより、軟質相から硬質相までが混在する微細組織となって、鋼板の高延性化や低降伏比化が実現し鋼板の成形性が著しく向上する。本発明の高張力溶融亜鉛めっき鋼板は、上記した組成および上記した複合組織を有する鋼板の表層に、溶融亜鉛めっき層、または合金化溶融亜鉛めっき層が形成されためっき鋼板である。めっき層の目付量は、使用部位による耐食性要求により適宜決定すればよく、とくに規定されない。自動車の構造部品に使用される鋼板では、溶融亜鉛めっき層の厚さ(目付量)は30~60 g/m²とするのが好ましい。

【0032】次に、本発明の高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。まず、上記した組成を有する溶鋼を溶製し、通常の公知の方法で铸造し、通常の公知の方法で熱間圧延、あるいはさらに冷間圧延して、鋼板とする。また、必要に応じて、酸洗あるいは焼鈍等の工程を加えることができる。本発明では、上記した組成を有する鋼板に、一次熱処理後冷却しマルテンサイトを含有する組織とする一次工程(①)と、ついで連続溶融亜鉛めっきラインにて二次熱処理を施し、一次工程で形成されたマルテンサイトの焼戻しと、冷却後に残留オーステナイトおよび低温変態相を生成するための鋼板組織の一部再オーステナイト化を図る二次工程(②)とを

施し、しかるのち亜鉛めっき処理する三次工程 (3) を施し、延性に優れる高張力溶融亜鉛めっき鋼板を得る。

【0033】①一次工程

一次工程では、鋼板に (A_{c3} 変態点 -50°C) 以上の温度で少なくとも 5 sec 以上保持する一次熱処理を施した後、 M_s 点以下の温度まで $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で急冷する。この一次工程により、鋼板中にラス状マルテンサイトが 20% (体積率) 以上生成される。本発明でいう焼戻マルテンサイトを得るためには、前組織としてラス状マルテンサイトを含む組織とすることが必要である。

【0034】一次熱処理の加熱保持温度が (A_{c3} 変態点 -50°C) 未満、あるいは保持時間が 5 sec 未満では、加熱保持中に生成するオーステナイト量が少なく、冷却後に得られるラス状マルテンサイト量が不足する。また、一次熱処理後の冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満では、冷却後の鋼板組織をラス状マルテンサイトを含む組織とすることができない。なお、一次熱処理後の冷却速度の上限は、鋼板の形状を良好に保つためには $100^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下とするのが好ましい。また、保持時間は 5 sec 以上 120 sec 以下とするのが好ましい。

【0035】なお、めっき母板として、最終熱間圧延が (A_{r3} 変態点 -50°C) 以上の温度で行われた熱延鋼板を使用する場合には、この一次工程は、最終圧延後の冷却を、 M_s 点以下の温度まで $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で急冷することにより、この一次工程の代わりとすることができる。ただし、冷却後の鋼板組織の均質化を図るためには、一次工程は熱間圧延後に独立した工程として行うのが好ましい。

【0036】②二次工程

二次工程では、一次工程により 20% 以上のラス状マルテンサイトを生成させた鋼板に、さらに (A_{c1} 変態点 $-A_{c3}$ 変態点) の間の温度域で 5~120 sec 間保持する二次熱処理を施した後、 $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で 500°C 以下の温度まで冷却する。この二次工程により、一次工程により生成したラス状マルテンサイトを焼戻マルテンサイトとするとともに、最終的に残留オーステナイト、低温変態相を生成させるための鋼板組織の一部再オーステナイト化を図る。なお、この二次工程は、焼鈍設備と溶融亜鉛めっき設備を兼ね備えた連続溶融亜鉛めっきラインで行うのが好ましい。

【0037】二次熱処理における加熱保持温度が A_{c1} 変態点未満では、オーステナイトが再生成せず、冷却後に残留オーステナイトや低温変態相が得られない。また、保持温度が A_{c3} 変態点を超えると、焼戻マルテンサイトの再オーステナイト化を招く。また、二次熱処理における加熱保持時間が 5 sec 未満ではオーステナイトの再生成が不十分であるため、冷却後に十分な量の残留オーステナイトが得られない。また、120 sec を超えると、焼戻マルテンサイトの再オーステナイト化が進行し、必要量

の焼戻マルテンサイトを得ることが困難となる。

【0038】また、二次熱処理後の 500°C までの冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満では、冷却速度が遅く二次熱処理で生成したオーステナイトがフェライト、パーライト等に変態し、残留オーステナイトや低温変態相とならない。なお、二次熱処理後の冷却速度は $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下とするのが好ましい。なお、この二次工程は、焼鈍設備と溶融亜鉛めっき設備を兼ね備えた連続溶融亜鉛めっきラインで行うのが好ましい。連続溶融亜鉛めっきラインで行うことにより二次工程後直ちに三次工程に移行でき、生産性が向上する。

【0039】③三次工程

三次工程では、二次工程を施された鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施し、 $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で 300°C まで冷却する。溶融亜鉛めっき処理は、通常、連続溶融亜鉛めっきラインで行われている処理条件でよく、特に限定する必要はない。しかし、極端な高温でのめっき処理は、必要な残留オーステナイト量の確保が困難となる。このため、 500°C 以下でのめっき処理とするのが好ましい。また、めっき後の冷却速度が極端に小さいときは、残留オーステナイトの確保が困難となる。このため、めっき処理後から 300°C までの温度範囲における冷却速度は $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上に限定するのが好ましい。なお、好ましくは $50^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下である。また、めっき処理後、必要に応じて目付量調整のためのワイピングを行ってもよいのはいうまでもない。

【0040】また、溶融亜鉛めっき処理後、合金化処理を施してもよい。合金化処理は、溶融亜鉛めっき処理後、 450°C ~ 550°C の温度域まで再加熱し溶融亜鉛めっき皮膜の合金化を行う。合金化処理後は、 $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で 300°C まで冷却するのが好ましい。高温での合金化は、必要な残留オーステナイト量の確保が困難となり、鋼板の延性が低下する。このため、合金化温度の上限は 550°C に限定するのが好ましい。また、合金化温度が 450°C 未満では、合金化の進行が遅く生産性が低下する。また、合金化処理後の冷却速度が極端に低い場合には、必要な残留オーステナイトの確保が困難になる。このため、合金化処理後から 300°C までの温度範囲における冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上に限定するのが好ましい。

【0041】なお、めっき処理後あるいは合金化処理後の鋼板には、形状矯正、表面粗度等の調整のための調質圧延を加えてもよい。また、樹脂あるいは油脂コーティング、各種塗装等の処理を施しても何ら不都合はない。本発明は、焼鈍設備とめっき設備および合金化処理設備を連続した溶融亜鉛めっきラインにおいて鋼板の二次加熱と溶融亜鉛めっきおよび合金化処理を行うことを前提としているが、各工程を独立した設備あるいは工程において実施することも可能である。

【0042】

【実施例】（実施例 1）表 1 に示す組成の鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法で鋳片とした。得られた鋳片を板厚 2.6mm まで熱間圧延し、次いで酸洗したのち、冷間圧延により板厚 1.0mm の鋼板を得た。

【0043】次いで、これら冷延鋼板に、連続焼鈍ラインで、表 2 に示す一次工程条件で加熱保持後冷却する一次工程を施した。一次工程後、組織調査を行い、ラス状マルテンサイト量を測定した。さらに、一次工程済のこれら鋼板に、連続溶融亜鉛めっきラインにて、表 2 に示す二次工程条件で、加熱保持した後冷却する二次工程を施したのち、引続き溶融亜鉛めっき処理を施し、一部については溶融亜鉛めっき処理後に再加熱する溶融亜鉛めっき皮膜の合金化処理を行い、冷却する三次工程を施した。得られた鋼板について、ミクロ組織および機械的特性を調査し表 3 に示す。

【0044】溶融亜鉛めっき処理は、浴温 475℃ のめっき槽に鋼板を浸漬して行い、引き上げて片面当たりの目付量が 50 g/m² となるようにガスワイピングにより目付量を調整した。なお、めっき皮膜の合金化処理を行う場合には、ワイピング処理の後、10℃/sec の加熱速度で 500℃ まで昇温し、合金化処理した。合金化処理時の *

* 保持時間はめっき皮膜中の鉄含有率が 9～11% となるように調整した。

【0045】鋼板のミクロ組織観察は、鋼板断面を光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡で行った。ミクロ組織中のラス状マルテンサイト量および焼戻マルテンサイト量は、倍率 1000 倍の断面組織写真を用いて、画像解析により任意に設定した 100mm 四方の正方形領域内に存在する該当相の占有面積率を求め、該当相の体積率とした。また、残留オーステナイト量は、鋼板より採取した試片を板厚方向の中心面まで研磨し、板厚中心面での回折 X 線強度測定により求めた。入射 X 線には MoK α 線を使用し、試片中の残留オーステナイト相の $\{111\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{220\}$ 、 $\{311\}$ 各面の回折 X 線強度比を求め、これらの平均値を残留オーステナイトの体積率とした。

【0046】また、機械的特性は、鋼板から圧延直角方向に採取した JIS 5 号引張試験片を用いて、降伏強さ（降伏点）Y P、引張強さ T S、伸び E l を測定した。これらの結果を表 3 に示す。

【0047】

【表 1】

鋼 No	化学成分 (mass%)								
	C	Mn	Si	Cr	Mo	B	Ti	Nb	Ca
A	0.06	2.5	0.5	—	—	—	—	—	—
B	0.08	2.0	0.7	—	—	—	—	—	—
C	0.15	1.5	1.5	—	—	—	—	—	—
D	0.08	1.5	0.7	0.4	—	—	—	—	—
E	0.08	1.5	0.7	—	0.2	—	—	—	—
F	0.10	1.8	1.0	—	—	0.002	0.05	—	—
G	0.10	1.8	1.0	—	—	—	—	0.02	0.003
H	0.03	1.8	1.0	—	—	—	—	—	—
I	0.10	0.8	1.0	—	—	—	—	—	—
J	0.10	1.8	0.2	—	—	—	—	—	—

【0048】

【表 2】

【0049】

鋼板 No		連続焼鈍ライン					連続溶融亜鉛めっきライン									
		一次工程					二次工程					三次工程				
		一次熱処理			一次熱処理後の冷却速度 (℃/s)	冷却停止温度 (℃)	ラスM分率 (%)	二次熱処理		二次熱処理後の冷却速度 (℃/s)*	冷却停止温度 (℃)	合金化処理	めっき／合金化処理後の冷却速度** (℃/s)	冷却停止温度 (℃)		
		保持温度 (℃)	保持時間 (s)	保持温度 (℃)				保持時間 (s)								
1	A	705	835	430	900	60	50	250	35	780	20	10	480	有	10	250
2					800	60	50	250	10	780	20	10	480	有	10	250
3	B	715	860	440	900	60	30	250	45	780	20	10	480	無	10	250
4					900	60	30	250	45	780	20	10	480	有	10	250
5					900	2	30	250	15	780	20	10	480	有	10	250
6					900	60	30	250	45	900	20	10	480	有	10	250
7					900	60	30	250	45	660	20	10	480	有	10	250
8					900	60	30	250	45	780	2	10	480	有	10	250
9					900	60	30	250	45	780	240	10	480	有	10	250
10					900	60	30	250	45	780	20	3	480	有	10	250
11					900	60	30	250	45	780	20	10	480	有	3	250
12	C	735	905	425	880	60	30	250	60	760	20	10	480	無	10	250
13					880	60	5	250	15	760	20	10	480	無	10	250
14	D	730	870	445	900	60	30	250	55	780	20	10	480	有	10	250
15	E	730	880	450	900	60	30	250	60	780	20	10	480	有	10	250
16	F	725	880	435	900	60	30	250	55	780	20	10	480	無	10	250
17	G	725	880	435	900	60	30	250	45	780	20	10	480	無	10	250
18	H	725	900	460	900	60	50	250	10	780	20	10	480	無	10	250
19	I	735	915	470	900	60	30	250	15	780	20	10	480	無	10	250
20	J	710	835	440	900	60	30	250	50	780	20	10	480	無	10	250

【表3】

ラスマ：ラスママルテンサイト

*): 加熱後～500℃の冷却速度

**): めっきあるいは合金化処理後～300℃の冷却速度

鋼板 No	鋼 No	鋼 板 組 織			機 械 的 特 性				備 考
		焼戻マルテン サイト (%)	残留オーステ ナイト (%)	その他 *	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	TS×E1 (MPa%)	
				α (%)					
1	A	20	2	65	361	607	34.9	21184	本発明例
2	A	5	1	70	419	578	33.4	19305	比較例
3	B	35	4	55	380	657	33.1	21753	本発明例
4	B	30	3	60	356	652	34.2	22305	本発明例
5	B	10	2	75	397	620	32.3	20051	比較例
6	B	5	3	75	333	665	30.9	20555	比較例
7	B	40	0	60	375	631	29.5	18602	比較例
8	B	25	1	65	388	646	30.6	19755	比較例
9	B	15	2	70	375	651	31.6	20552	比較例
10	B	30	1	55	489	602	27.8	16754	比較例
11	B	30	1	60	453	611	29.5	18012	比較例
12	C	50	7	35	415	726	30.5	22121	本発明例
13	C	10	4	70	485	757	27.6	20893	比較例
14	D	40	4	45	381	678	34.4	23344	本発明例
15	E	45	5	40	376	674	35.8	24096	本発明例
16	F	45	4	30	481	707	34.1	24109	本発明例
17	G	35	3	50	501	699	33.0	23067	本発明例
18	H	5	1	80	419	545	29.6	16127	比較例
19	I	5	1	65	488	611	27.5	16803	比較例
20	J	35	1	45	411	684	27.8	19036	比較例

*) α: フェライト、M: マルテンサイト
B: ベイナイト、P: パーライト

YS: 降伏強さ、TS: 引張強さ
E1: 全伸び、TS×E1: 強度-伸びバランス

【0050】表3から、本発明例は、引張強さTSが590MPa以上、伸びE1が30%以上、かつ強度-伸びバランス(TS×E1)が21000MPa%以上と、強度-伸びバランスに優れた高延性高張力溶融亜鉛めっき鋼板となっている。一方、本発明の範囲を外れる比較例では、延性が十分でなく、強度-伸びバランスが低下している。

【0051】鋼板No.2は、一次熱処理における加熱保持温度が低く、冷却後に得られるラス状マルテンサイト量が少なくなり、めっき処理後の焼戻マルテンサイト量お

よび残留オーステナイト量が低下し、強度-伸びバランスが低下している。鋼板No.5は、一次熱処理での保持時間が短く、冷却後に得られるラス状マルテンサイト量が少なくなり、めっき処理後の焼戻マルテンサイト量が低下し、強度-伸びバランスが低下している。また、鋼板No.6は、二次熱処理の保持温度が高すぎたため、めっき処理後の焼戻マルテンサイト量が少なく、強度-伸びバランスが低下している。また、鋼板No.7は、二次熱処理の保持温度が低すぎたため、めっき処理後に残留オース

17

テナイトが生成せず、強度－伸びバランスが低下している。また、鋼板No.8は、二次熱処理での保持時間が短すぎたため、めっき処理後に残留オーステナイト量が少なくなり、強度－伸びバランスが低下している。また、鋼板No.9は逆に二次熱処理での保持時間が長すぎたため、めっき処理後の焼戻マルテンサイト量が少なくなり、強度－伸びバランスが低下している。鋼板No.10は、二次熱処理後の冷却速度が小さく、また、鋼板No.11は合金化処理後300℃までの冷却速度が小さく、めっき処理後の残留オーステナイト量が少なくなり、強度－伸びバランスが低下している。鋼板No.13は、一次熱処理後の冷却速度が小さく、冷却後に得られるラス状マルテンサイト量が少なく、めっき処理後の焼戻マルテンサイト量が少なく、強度－伸びバランスが低下している。

【0052】鋼板No.18～20は、鋼板の組成が本発明範囲を外れ、焼戻マルテンサイト、あるいは残留オーステナイトの生成量が少なくなり、強度－伸びバランスが低下している。

(実施例2)表1に示す組成の鋼Bを転炉で溶製し、連続鋳造法にて鋳片とした。得られた鋳片に板厚2.3mmまで熱間圧延する熱延工程と、熱間圧延後、直ちに表4に示す条件で急冷し、コイル状に巻き取る熱延鋼板組織調整工程とを施した。この熱延鋼板組織調整工程を、本発明の製造方法における一次工程の代替とした。熱延鋼板組織調整工程後、鋼板のミクロ組織調査を行い、ラス状マルテンサイトの量を測定した。

【0053】次いで、この熱延鋼板に、連続溶融亜鉛めっきラインにて、表4に示す二次工程条件で、加熱保持した後冷却する二次工程を施した後、引続き溶融亜鉛めっき処理を施し、さらに溶融亜鉛めっき皮膜の合金化処理を行い、次いで冷却する三次工程を施した。溶融亜鉛めっき処理は、実施例1と同様に行った。得られた鋼板について、実施例1と同様にミクロ組織および機械的特性を調査し表5に示す。

【0054】

【表4】

40

18

鋼板 No	鋼 No	熱間圧延ライン					連続溶融亜鉛めっきライン				
		熱延	熱延鋼板組織調整工程				二次工程			三次工程	
		圧延終了温度 (°C)	冷却開始温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	巻取温度 (°C)	ラスM分率 (%)	二次熱処理保持温度 (°C)	二次熱処理保持時間 (s)	冷却速度* (°C/s)	冷却停止温度 (°C)
21	B	850	820	50	320	300	55	780	20	10	250

ラスM：ラス状マルテンサイト
*): 加熱後～500℃の冷却速度
**): めっきあるいは合金化処理後～300℃の冷却速度

【0055】

【表5】

19

鋼板 No	鋼 No	鋼板組織				機械的特性				考 備
		焼戻マルテン サイト (%)	残留オーステ ナイト (%)	その他*		YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	TS×EI (MPa%)	
21	B	40	4	α (%)	低温変態相	365	661	34.8	23003	本発明例

*) α: フェライト
M: マルテンサイト
YS: 降伏強さ
TS: 引張強さ
EI: 全伸び
TS×EI: 強度-伸びバランス

20

【0056】表5から、本発明例の溶融亜鉛めっき鋼板は、590MPa以上の引張強さTSを有し、強度-伸びバランス(TS×EI)が23000MPa%以上であり、延性に優れた高張力溶融亜鉛めっき鋼板となっている。

【0057】

【発明の効果】本発明によれば、かかる高張力溶融亜鉛めっき鋼板は非常に優れた延性を有し、自動車部品に代表される成形品素材として実に好適な高張力溶融亜鉛めっき鋼板が、安価にしかも安定して製造でき、産業上格段の効果奏する。

10

20

30

フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁷

C 2 3 C 2/28
2/40

識別記号

F I

C 2 3 C 2/28
2/40

テームコード(参考)

(72)発明者 篠原 章翁

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし)
川崎製鉄株式会社水島製鉄所内